МАШИНОСТРОЕНИЕ И МАШИНОВЕДЕНИЕ
MACHINE BUILDING AND MACHINE SCIENCE

УДК 620.22+620.178.3 https://doi.org/10.23947/1992-5980-2019-19-4-328-334

Анализ начальной стадии усталостного износа гетероструктурных материалов в условиях контактных циклических нагрузок[*]

О. В. Кудряков[1], В. Н. Варавка[2], И. Ю. Забияка[3], Э. А. Ядрец[4], О. В. Шведчикова[5]**
[1, 2, 3, 4, 5] Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону, Российская Федерация

Analysis of the initial stage of fatigue wear in heterostructure materials under contact cyclic loading[***]

O. V. Kudryakov[1], V. N. Varavka[2], I. Yu. Zabiyaka[3], E. A. Yadrets[4], O. V. Shvedchikova[5]**
[1, 2, 3, 4, 5] Don State Technical University, Rostov-on-Don, Russian Federation

Введение. Рассмотрен процесс формирования усталостных дефектов в металлических сплавах с различной структурной морфологией. Цель работы — создание расчетного аппарата для определения момента зарождения указанных дефектов в условиях циклического нагружения.
Материалы и методы. Построена физическая модель, представлены расчетные выражения. В основу физической модели положена теория дислокаций. Показано, что при динамических циклических нагружениях определяющее значение в процессе зарождения очагов разрушения имеет структурный фактор. В зависимости от структуры и свойств материала, а также от характера нагрузок, критический усталостный дефект развивается в форме трещины, поры или микрократера износа.
Результаты исследования. Выполнен численный эксперимент по определению момента зарождения дефекта критического размера в сплавах на основе железа при высокоскоростных капельных соударениях. Представлены сравнительные данные расчетов и стендовых испытаний по каплеударной эрозии сталей и сплавов со структурой феррита, аустенита, сорбита и мартенсита. Оценен вклад стадии зарождения в инкубационный период эрозионного износа исследованных материалов.
Обсуждение и заключение. Строгие инструментальные методы для определения продолжительности стадии зарождения отсутствуют, поэтому рекомендовано использовать предложенную расчетно-аналитическую модель. Кроме того, выполненная работа дала важный прикладной результат — продемонстрировала, что целенаправленное конструирование структуры материала может существенно увеличить износостойкость.

Introduction. The process of formation of fatigue defects in metal alloys with different structural morphology is considered. The work objective is to develop a computational tool for determining the moment of the defect nucleation under cyclic loading.
Materials and Methods. A physical model is built, calculation expressions are presented. The physical model is based on the theory of dislocations. It is shown that a structure factor is particularly important in the process of fracture nucleus origination under dynamic cyclic loading. Depending on the structure and properties of the material, as well as on the nature of the loads, the critical fatigue defect develops in the form of cracks, pores or micro-crater wear.
Research Results. A numerical experiment was performed to determine the moment of nucleation of the critical-size defect in iron-base alloys under the drop hypervelocity impacts. Comparative data of calculations and bench tests for droplet impingement erosion of steels and alloys with the structure of ferrite, austenite, sorbitol and martensite are presented. The efficiency of the nucleation stage during the incubation period of erosive wear of the materials studied was evaluated.
Discussion and Conclusions. There are no strict instrumental methods for determining the duration of the nucleation stage; therefore, it is recommended to use the proposed analytical model. In addition, the work performed gave a significant application result, i.e. it showed that the focused design of the material structure can significantly increase the wear resistance.

Ключевые слова: сплавы на основе железа, субструктура сплавов, циклические нагрузки, зарождение очагов разрушения, физическая модель, численный эксперимент, каплеударная эрозия.

Keywords: iron-base alloys, alloy substructure, cyclic loadings, fracture nucleus origination, physical model, numerical experiment, droplet impingement erosion.

[*]Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 18-08-00546).
[**]E-mail: kudryakov@mail.ru, varavkavn@gmail.com, zabiyakaigor@gmail.com, xperia1058@gmail.com, oshviedchikova@mail.ru
[***]The research is done with the financial support from RFFI (grant no. 18-08-0054b).

Образец для цитирования: Анализ начальной стадии усталостного износа гетероструктурных материалов в условиях контактных циклических нагрузок / О. В. Кудряков [и др.] // Вестник Донского гос. техн. ун-та. — 2019. — Т. 19, № 4. — С. 328−334. https://doi.org/10.23947/ 1992-5980-2019-19-4-328-334

For citation: O.V. Kudryakov, et al. Analysis of the initial stage of fatigue wear in heterostructure materials under contact cyclic loading. Vestnik of DSTU, 2019, vol. 19, no. 4, pp. 328−334. https://doi.org/10.23947/ 1992-5980-2019-19-4-328-334

Введение. Моделирование специфических непрогнозируемых явлений весьма актуально с точки зрения предотвращения их нежелательных последствий. Например, в аэронавтике, теплоэнергетике, газотурбинном производстве и сельском хозяйстве остается нерешаемой проблема каплеударной эрозии. Вопрос обсуждается на мировом уровне [1–4]. Первые успехи в моделировании этого явления касались единичных капельных соударений [5–10]. В некоторых работах [11–13] предприняты попытки количественно оценить способность материалов и покрытий сопротивляться действию динамических циклических нагрузок. В частности, удалось создать расчетно-аналитическую модель, апробированную в условиях жидкокапельного ударного воздействия [14–18]. Многие авторы [19–21] не дифференцируют поведение материала или покрытия на стадиях зарождения и развития разрушения. Зарождение весьма проблематично идентифицируется в эксперименте. В названной выше модели оно оценивалось с помощью эмпирических коэффициентов, не имевших универсального теоретического обосновании, и это явный недостаток решения. Цель настоящей работы — более глубокое теоретическое рассмотрение стадии зарождения дефектов в покрытии, приводящих к его износу и разрушению, а также создание на этой основе расчетного аппарата для определения момента зарождения трещин или пор в различных материалах и покрытиях в условиях циклического нагружения.

Материалы и методы. Трудности оценки стадии зарождения разрушения и износа при циклических воздействиях (например, при высокоскоростных жидкокапельных соударениях, провоцирующих каплеударную эрозию металлических изделий) связаны не только с инструментальным определением зародышей трещин или пор. На этой стадии наличие структурных элементов в материале не позволяет представить процесс непрерывным континуумом и использовать для расчетов линейную механику разрушения (например, усталостную теорию Пэриса — Эрдогана). Поэтому в механике разрушения начальная стадия зарождения усталостных дефектов выделяется в особый этап. Он называется «микроструктурная механика разрушения» и протекает вплоть до достижения дефектом размера $l_k = (4…10)\cdot d$, где d — размер структурного элемента материала [22]. Аналитическая оценка стадии зарождения усталостных дефектов требует, прежде всего, металлофизического подхода. Задача заключается в нахождении расчетного выражения для числа циклических нагружений N_3, необходимых для формирования в материале усталостного дефекта критического размера. В качестве эмпирической базы расчетной модели можно использовать также экспериментальные данные стендовых испытаний на каплеударную эрозию, где роль N_3 выполняет количество капельных соударений.

В общем случае уравнение для числа динамических циклических нагружений N_3 должно включать три составляющие: механическую, кинетическую и структурную.

Металлофизическая концепция механической составляющей связана с числом (плотностью) подвижных дислокаций ρ_m, возникающих при единичном ударном нагружении (соударении). В процессе многократных соударений количество подвижных дислокаций увеличивается, они перемещаются в металлической матрице по плоскостям скольжения под действием касательных напряжений σ_s до тех пор, пока не сформируют на ближайших непреодолимых барьерах плоские скопления с критической плотностью ρ_{kr}. Превышение ρ_{kr} ведет к самопроизвольному разрыву межатомных связей в металле и образованию зародыша трещины. Значения ρ_{kr} для различных материалов и покрытий известны [23]. Механическая составляющая числа соударений выражается в форме зависимости $N_3 = f(\rho_{kr}/\rho_m)$.

Кинетическая составляющая числа соударений N_3 учитывает зависимость энергии дислокации от ее скорости V_d. Из теории дислокаций известно, что по мере возрастания скорости дислокации ее энергия увеличивается в соответствии с выражением Эйнштейна для тел, движущихся со скоростями, близкими к скорости света. Только пределом для скорости дислокации является скорость звука в кристалле C_0, при которой энергия дислокации становится бесконечной. Поэтому с учетом специфики каплеударного воздействия кинетическая составляющая числа соударений выразится как $N_3 = f(V_d / C_0)$.

Структурная составляющая числа соударений N_3 имеет два аспекта. Первый заключается в том, что движение дислокаций при ударе ограничено размерами структурного элемента матрицы D, в пределах которого возможен свободный пробег дислокаций. В общем случае в качестве такого элемента рассматривается размер зерна, а для тонких покрытий — его толщина. Второй аспект учитывает, что в пределах зерна или покрытия могут существовать препятствия для движения дислокаций: частицы вторичных фаз, малоугловые границы,

закрепленные атмосферами неподвижные дислокации, дефекты упаковки, сопротивление решетки (напряжение Пайерлса). Как отмечено выше, оба эти аспекта отражены в структурной составляющей числа соударений, и она представляет собой функцию двух переменных $N_3 = f(D, \Delta G)$, где ΔG — свободная энергия Гиббса для активации процесса преодоления препятствий, находящихся в пределах структурного элемента D. Механизм преодоления зависит от природы препятствия, что и определяет значение ΔG для каждого конкретного случая структуры материала (их классификация приведена в [23]).

Из сказанного следует, что все составляющие искомого числа соударений N_3 влияют на процесс формирования усталостного дефекта одновременно — при каждом соударении. Этот факт определяет коммутативный характер взаимодействия механической, кинетической и структурной составляющих. Тогда в наиболее общем виде N_3 определяется выражением

$$N_3 = \frac{\rho_{kr}}{\rho_m} \cdot \sqrt{1 - \left(\frac{V_d}{C_0}\right)^2} \cdot \frac{D}{l_0} \cdot e^{-\frac{\Delta G}{kT}}, \qquad (1)$$

где k — постоянная Больцмана; T — термодинамическая температура, К; l_0 — путь, пройденный подвижными дислокациями за один цикл нагружения (соударение).

Выражение (1) получено на основе теории дислокаций и представляет собой теоретическую концепцию. Для использования (1) при оценке износостойкости материалов и покрытий в условиях циклических жидкокапельных соударений необходимо раскрыть входящие в него величины (такие как ρ_m, V_d, l_0, ΔG) через измеряемые параметры соударения (например, скорость соударения V_0 и размер капли R_0). Авторы уже выполнили соответствующую детализацию модели (1) и готовят материал к публикации.

Результаты исследования. Расчетная модель апробирована для сплавов на основе железа различного состава и структуры. Такой выбор обусловлен, прежде всего, различием в поведении дислокаций в этих сплавах и позволяет выявить возможности расчетной модели. Так, в феррите и аустените фактор, тормозящий дислокации, — это сопротивление решетки (напряжение Пайерлса). В сорбитной структуре скольжение дислокаций определяется морфологией и распределением препятствий — карбидами Fe и Cr. В мартенсите движение дислокаций затруднено изначально. Таким образом, предметом исследования этой части работы фактически является структурный фактор.

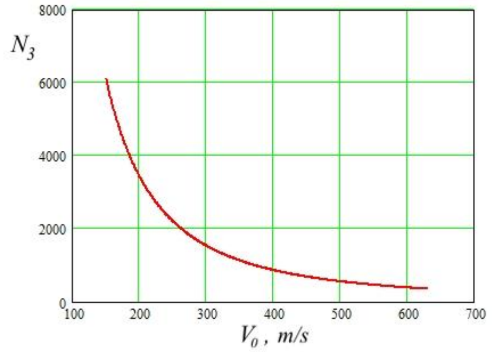
Поскольку все исследованные материалы представляют собой сплавы на основе железа, их основные физико-механические характеристики отличаются не существенно. В расчетах использовались следующие значения: модуль упругости $E = 186…218$ ГПа; коэффициент Пуассона $\nu = 0{,}20…0{,}31$; модуль сдвига $\mu = 64…80$ ГПа; вектор Бюргерса $b = 2{,}5 \cdot 10^{-10}$ м. Данные численных экспериментов по реализации представленной модели и стендовых испытаний сплавов на основе Fe с различной структурной морфологией, в том числе и гетерогенных, приведены в табл. 1 и на рис. 1.

Таблица 1

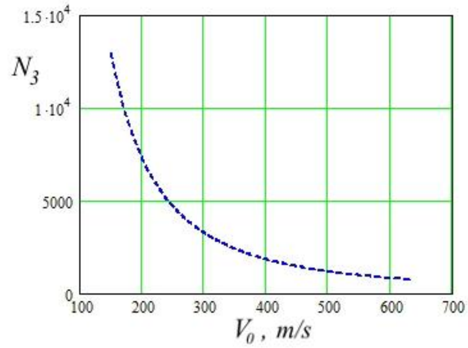
Экспериментальные m_0 и расчетные N_3 значения числа соударений* для сплавов на основе Fe

Материал (структура)	Параметры структуры				Параметры соударения					
					$V_0 = 250$ м/с; $R_0 = 0{,}55$ мм			$V_0 = 340$ м/с; $R_0 = 0{,}32$ мм		
	Решетка (M_p)	α_1	D [м$^{-6}$]	l [м$^{-6}$]	Расчет		Эксп.	Расчет		Эксп.
					N_3	α_0	m_0	N_3	α_0	m_0
АРМКО Fe (феррит)	ОЦК (2,9)	0,5	100	3,0	2197	—	—	1187	—	—
08Х18Н10Т (аустенит)	ГЦК (3,06)	0,5	100	3,0	2446	0,253	9680	1322	0,154	8597
20Х13 (сорбит)	ОЦК (2,9)	2,0	100	0,35–0,50	4655	0,280	16630	3742	0,254	14768
20Х13 (мартенсит)	Тетраг. (2,95)	0,02	0,01	0,01	9844	0,550	17861	5705	0,470	12140

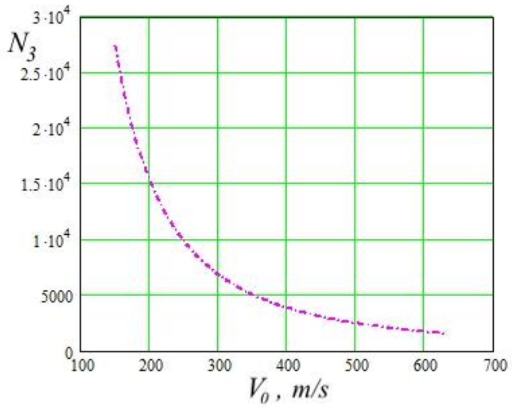
*Представлены значения чисел капельных соударений, попадающих в одну точку (определяются в программном обеспечении испытательного стенда).



а)



б)



в)

Рис. 1. Зависимости числа соударений N_3, необходимых для зарождения трещин, от скорости соударения V_0 при $R_0 = 0{,}55$ мм для сплавов на основе Fe с различной структурой: феррит железа АРМКО (*а*); сорбит стали 20Х13 (*б*); мартенсит стали 20Х13 (*в*)

Значения некоторых параметров, приведенных в табл. 1, нуждаются в пояснении. В качестве расстояния между препятствиями l на пути подвижных дислокаций в феррите и аустените принимается расстояние между дислокациями, то есть $l = 1/\sqrt{\rho_d}$. Учитывая высокую пластичность этих твердых растворов, плотность их дислокаций относительно невелика $\rho_d = 10^{11}$ м$^{-2}$, что дает $l \approx 3$ мкм. В закаленной стали плотность дислокаций близка к критической $\rho_{kr} = 10^{16}$ м$^{-2}$, что не только дает значение структурного параметра $l \approx 0{,}01$ мкм в табл. 1, но и изменяет методику расчета числа соударений в исходной модели (1).

Для упрочненных металлических материалов (например, для сильно деформированных или закаленных сплавов, в том числе 20Х13 с мартенситной структурой), в выражении (1) первые три сомножителя обращаются в единицу. В таких материалах критическая плотность дислокаций ρ_{kr} уже достигнута, поэтому понятие подвижных дислокаций ρ_m теряет смысл. В численном виде это выражается так: $\rho_{kr}/\rho_m = 1$; $V_d = 0$; $D = l_0 = 1/\sqrt{\rho_{kr}}$. Что же касается экспоненты в выражении (1), то она сохраняет свой смысл со значениями параметров α_1 и l, приведенными в табл. 1. Чтобы в такой структуре зародилась трещина, внешнему циклическому воздействию необходимо преодолеть существующие напряжения в насыщенной дислокационной среде и сформировать дефект сдвигового характера. Учитывая сказанное, расчетное выражение (1) для закаленной стали примет вид [23–26]:

$$N_3 = \left(\frac{\mu}{\sigma_s}\right)^2 \cdot e^{\left(-\frac{\Delta F}{kT}\right)\cdot\left(1-\frac{\sigma_s}{\sigma_\tau}\right)} \qquad (2)$$

Здесь ΔF — энергия активации процесса преодоления препятствия без приложения внешнего напряжения, величина ΔF фактически определяет прочность препятствий с точки зрения прохождения их дислокацией; σ_τ — внутреннее напряжение, существующее в материале и позволяющее дислокации проходить препятствие при минимальных значениях ΔG. В качестве σ_τ принимается напряжение течения твердого тела при $T = 0$К. Величины σ_τ и ΔF являются свойствами материала и в общем случае выражаются через его базовые физические характеристики μ и b:

$$\sigma_\tau = \mu \cdot b / l;\ \Delta F = \alpha_1 \cdot \mu \cdot b^3 \qquad (3)$$

Коэффициент α_1 в выражениях (3) классифицирует препятствия по их прочности [23].

В качестве напряжения σ_s в выражении (2) рассматривается сдвиговое напряжение в плоскости скольжения, под действием которого происходит перемещение подвижных дислокаций. Напряжение σ_s представляет собой проекцию вектора внешнего напряжения на плоскость скольжения и связано с системой скольжения решетки через фактор Тейлора M_p по закону Шмидта — Боаса для поликристалла [27]. Оно может быть выражено через параметры соударения V_0 и R_0 [28].

Экспериментальные значения, показанные в табл. 1, характеризуют инкубационный период эрозионного износа материала m_0. Эта величина включает как стадию зарождения дефекта (трещины, поры, микрократеры), так и стадию его развития до начала потери массы образцом. Не представляется возможным инструментально выделить в экспериментальных величинах m_0 количество соударений, приходящихся только на стадию зарождения, поэтому значения N_3 являются исключительно расчетными. Вклад стадии зарождения в общее значение характеризуется коэффициентом $\alpha_0 = N_3 / m_0$.

Кроме численных значений, представленных в табл. 1, модель учитывает количество соударений N_3, необходимое для зарождения очага разрушения (трещины, поры, микрократеры), и скорость соударений V_0 при фиксированных значениях размера капли R_0. Кроме того, используя данное решение, можно определить зависимость N_3 от V_0. Некоторые варианты таких зависимостей представлены на рис. 1.

Полученные результаты показывают, что расчетные данные N_3 не противоречат эксперименту (данным стендовых испытаний m_0). Они также демонстрируют соответствие базовым канонам механики разрушения. В частности, коэффициент α_0 характеризует энергию зарождения по отношению к энергии разрушения. В пластичных металлических материалах (АРМКО, аустенит, сорбит) энергия зарождения усталостных трещин существенно меньше энергии их роста. В упрочненных сплавах (мартенсит) энергия зарождения практически всегда выше энергии роста. Как правило, это соотношение значительно больше в пользу стадии зарождения. Данные табл. 1 показывают, что в стали 20Х13 с мартенситной структурой стадия зарождения усталостного дефекта N_3 составляет около половины всего инкубационного периода формирования износа m_0: $\alpha_0 = 0{,}47$ и 0,55 для скоростей соударения $V_0 = 340$ м/с и 250 м/с соответственно. Тогда как для той же стали с сорбитной структурой коэффициент α_0 вдвое меньше. Полученные нами значения α_0 соответствуют данным других авторов для аналогичных условий циклического нагружения (например, для стали 30ХГСН2А в [29]).

Расчетные зависимости на рис. 1 также соответствуют данным экспериментов. Они расположены асимптотически по отношению к значениям $V_0 \approx 100…150$ м/с (проведенный численный эксперимент эту область подробно не исследовал). Названные выше расчетные зависимости соответствуют итогам стендовых испытаний, которые показали, что при $V_0 < 135$ м/с в сплавах на основе железа износ вообще не наблюдается [30–34]. То есть асимптотичность графиков на рис. 1 подтверждает этот эмпирический факт: при указанных низких скоростях соударений не образуются усталостные дефекты критического размера.

Обсуждение и заключение. Не существует инструментальных методов точного определения продолжительности стадии зарождения очагов разрушения материалов, поэтому при необходимости используется предложенная расчетно-аналитическая модель. Она применима к материалам различной морфологии, в которых механизмы зарождения дефектов (трещин, пор, микрократеров) имеют дислокационную природу. Поэтому при нормальных условиях модель не применима к керамическим материалам с высокой долей ковалентных связей. Другим ограничением использования модели является, пожалуй, слишком высокая чувствительность экспоненциального множителя в выражениях (1) и (2). Небольшая погрешность при определении численных значений величин α_1, σ_s или l в этих формулах не позволяет получить результаты, адекватные экспериментальным данным. Выполненная работа дала важный прикладной результат — продемонстрировала, что целенаправленное конструирование структуры материала может существенно увеличить износостойкость.

Библиографический список

1. Field, J. E. The Effects of Target Compliance on Liquid Drop Impact / J. E. Field, J. P. Dear, J. E. Ogren // Journal of Applied Physics. — 1989. — Vol. 65. — P. 533–540.

2. Heymann, F. J. Liquid Impingement Erosion / F. J. Heymann // Friction, Lubrication, and Wear Technology. — 1992. — Vol. 18. — P. 214–220.

3. Itoh, H. Evaluation of Erosion by Liquid Droplet Impingement for Metallic Materials / H. Itoh, N. Okabe // Transaction of JSME. — 1993. — Vol. 59. — P. 2736–2741.

4. Richman, R. H. Liquid-Impact Erosion / R. H. Richman // Failure Analysis and Prevention. — 2002. — Vol. 11. — P. 1013–1018.

5. Haller, K. K. Computational Study of High-speed Liquid Droplet Impact / K. K. Haller, Y. Ventikos, D. Poulikakos // Journal of Applied Physics. — 2002. — Vol. 92. — P. 2821–2828.

6. Arai, J. Numerical Analysis of Droplet Impingement on Pipe Inner Surface Using a Particle Method / J. Arai, S. Koshizuka // Journal of Power Energy Systems. — 2009. — Vol. 3. — P. 228–236.

7. Xiong, J. Numerical Analysis of Droplet Impingement Using the Moving Particle Semi-implicit Method / J. Xiong, S. Koshizuka, M. Sakai // Journal of Nuclear Science Technology. — 2010. — Vol. 47. — P. 314–321.

8. Li, R. A Numerical Study of Impact Force Caused by Liquid Droplet Impingement onto a Rigid Wall / R. Li, H. Ninokata, M. Mori // Progress in Nuclear Energy. — 2011. — Vol. 53. — P. 881–885.

9. Li, R. A Numerical Study on Turbulence Attenuation Model for Liquid Droplet Impingement Erosion / R. Li [et al.] // Annals of Nuclear Energy. — 2011. — Vol. 38. — P. 1279–1287.

10. Sanada, T. A Computational Study of High-speed Droplet Impact / T. Sanada, K. Ando, T. Colonius // Fluid Dynamics Materials Processing. — 2011. — Vol. 7. — P. 329–340.

11. Kudryakov, O. V. Integrated Indentation Tests of Metal-Ceramic Nanocomposite Coatings / O. V. Kudryakov, V. N. Varavka // Inorganic Materials. — 2015. — Vol. 51, № 15. — P. 1508–1515.

12. Varavka, V. N. Regularities of Steel Wear under the Impact of Discrete Water-Droplet Stream. Part I: Initial Stage of Droplet_Impingement Erosion / V. N. Varavka, O. V. Kudryakov // Journal of Friction and Wear. — 2015. — Vol. 36, № 1. — P. 71–79.

13. Varavka, V. N. Regularities of Steel Wear under the Impact of Discrete Water-Droplet Stream. Part II: Stage of the Developed Droplet-Impingement Erosion / V. N. Varavka, O. V. Kudryakov // Journal of Friction and Wear. — 2015. — Vol. 36, № 2. — P. 153–162.

14. Оценка эрозионной стойкости упрочненных металлических сплавов в условиях каплеударного воздействия / О. В. Кудряков [и др.] // Вестник Дон. гос. техн. ун-та. — 2018. — Т. 18, № 1. — С. 6–15.

15. Application of Nanocomposite Coatings to Protect Power Equipment from Droplet Impingement Erosion / V. N. Varavka [et al.] // Thermal Engineering. — 2014. — Vol. 61, no. 11. — P. 797–803.

16. Кинетика зарождения и развития процесса эрозионного разрушения поверхности сталей при каплеударном воздействии / В. А. Рыженков [и др.] // Надежность и безопасность энергетики. — 2012. — № 1 (16). — С. 67–71.

17. Закономерности и параметры каплеударной эрозии титановых сплавов / В. Н. Варавка [и др.] // Известия вузов. Северо-Кавказский регион. Технические науки. — 2011. — № 6. — С. 92–98.

18. Li, R. A Calculation Methodology Proposed for Liquid Droplet Impingement Erosion / R. Li, M. Mori, H. Ninokata // Nuclear Engineering and Design. — 2012. — Vol. 242. — P. 157–163.

19. Sasaki, H. Numerical Analysis of Influence of Roughness of Material Surface on High-Speed Liquid Droplet Impingement / H. Sasaki, Y. Iga // Journal of Pressure Vessel Technology. — 2019. — Vol. 141, 031404. — 7 p.

20. Isomoto, Y. Erosion Phenomenon Caused by Water Droplet Impingement and Life Prediction of Industrial Materials. Part 2. Establishment of Predictive Equations and Evaluation of Material Performance / Y. Isomoto, H. Miyata // Zairyo-to-Kankyo. — 2008. — Vol. 57. — P. 146–152.

21. Modeling Study of Liquid Impingement Erosion of NiAl Alloy / J. Zhao [et al.] // Wear. — 2014. — Vol. 311. — P. 65–70.

22. Ботвина, Л. Р. Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности / Л. Р. Ботвина. — Москва : Наука, 2008. — 334 с.

23. Frost, H. J. Deformation-Mechanism Maps. The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics / H. J. Frost, M. F. Ashby. — Oxford ; New York ; Sydney : Pergamon, 1982. — 166 p.

24. Kudryakov, O. V. Dislocation Quasi-Dipoles and Their Possible Role in Martensitic Transformations in Steel / O. V. Kudryakov // The Physics of Metals and Metallography. — 2002. — Vol. 94, № 5. — P. 421–428.

25. Кудряков, О. В. Феноменология мартенситного превращения и структуры стали / О. В. Кудряков, В. Н. Варавка. — Ростов-на-Дону : Издательский центр ДГТУ, 2004. — 200 с.

26. Hedström, P. Deformation and Martensitic Phase Transformation in Stainless Steels / P. Hedström. — Luleå : Universitetstryckeriet, 2007. — 218 p.

27. Ashby, M. F. Engineering Materials. An Introduction to their Properties and Applications / M. F. Ashby, D. R. Jones. — 2nd ed. — Oxford : Butterworth-Heinemann, 1996. — 322 p.

28. Morphological features and mechanics of destruction of materials with different structures under impact drop cyclic loading / V. N. Varavka [et al.] // MATEC Web of Conferences. — 2017. — Vol. 132, 03004. — 4 p.

29. Механика разрушения и прочность материалов. Справ. пособ. : в 4 т. Т. 3. Характеристики кратковременной трещиностойкости материалов и методы их определения / С. Е. Ковчик, Е. М. Морозов. — Киев : Наукова думка, 1988. — 436 с.

30. Селезнев, Л. И. Эрозионный износ конструкционных материалов / Л. И. Селезнев, В. А. Рыженков // Технология металлов. — 2007. — № 3. — С. 19–24.

31. Ahmad, M. Experimental Assessment of Droplet Impact Erosion Resistance of Steam Turbine Blade Materials / M. Ahmad, M. Casey, N. Sürken // Wear. — 2009. — Vol. 267. — P. 1605–1618.

32. Seleznev, L. I. Phenomenology of Erosion Wear of Constructional Steels and Alloys by Liquid Particles / L. I. Seleznev, V. A. Ryzhenkov, A. F. Mednikov // Thermal Engineering. — 2010. — Vol. 57, № 9. — P. 741–745.

33. Experiments on Liquid Droplet Impingement Erosion by High-speed Spray / N. Fujisawa [et al.] // Nuclear Eng. Design. — 2012. — Vol. 250. — P. 101–107.

34. Hattori, S. Effect of Impact Angle on Liquid Droplet Impingement Erosion / S. Hattori, M. Kakuichi // Wear. — 2013. — Vol. 298–299. — P. 1–7.

Сдана в редакцию 05.09.2019
Принята к публикации 18.11.2019

Об авторах:

Кудряков Олег Вячеславович,
профессор кафедры «Физическое и прикладное материаловедение» Донского государственного технического университета, главный научный сотрудник НОЦ «Материалы» ДГТУ (РФ, 344000, г. Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1) доктор технических наук, профессор,
ORCID: http://orcid.org/0000-0002-1462-4389
kudryakov@mail.ru

Варавка Валерий Николаевич,
профессор кафедры «Физическое и прикладное материаловедение» Донского государственного технического университета, руководитель НОЦ «Материалы» ДГТУ (РФ, 344000, г. Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1) доктор технических наук, доцент,
ORCID: http://orcid.org/0000-0003-4703-7372
varavkavn@gmail.com

Забияка Игорь Юрьевич,
аспирант кафедры «Физическое и прикладное материаловедение» Донского государственного технического университета, мл. научный сотрудник НОЦ «Материалы» ДГТУ (РФ, 344000, г. Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1),
ORCID: http://orcid.org/0000-0001-6759-549X
zabiyakaigor@gmail.com

Ядрец Эдуард Александрович,
магистрант кафедры «Физическое и прикладное материаловедение» Донского государственного технического университета (РФ, 344000, г. Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1),
ORCID: http://orcid.org/0000-0002-2943-2160
xperia1058@gmail.com

Шведчикова Ольга Валерьевна,
магистрант кафедры «Физическое и прикладное материаловедение» Донского государственного технического университета (РФ, 344000, г. Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1),
ORCID: http://orcid.org/0000-0003-0404-8418
oshviedchikova@mail.ru